

# Cr 元素对 Fe-B 堆焊合金的金相组织与性能的影响

韦茹涵<sup>1</sup>, 韩明臻<sup>1</sup>, 井 瑞<sup>2</sup>, 刘奇聪<sup>1</sup>

(1. 佳木斯大学材料科学与工程学院, 黑龙江 佳木斯 154007 ;

2. 山东大学材料学院, 山东 济南 250012)

**[摘要]** 为了提高 Fe-B 堆焊合金的耐磨性, 利用等离子堆焊技术在 Q235 钢材料表面熔覆不同铬含量的 Fe-B-Cr 堆焊合金层, 通过金相分析、扫描电镜分析、X 射线衍射分析, 研究 Cr 元素含量对 Fe-B-Cr 堆焊合金的组织、硬度和耐磨性的影响。结果表明: 随着 Cr 含量的添加, Cr 固溶于 Fe 和 Fe<sub>2</sub>B 中, 堆焊合金由 (Fe, Cr) 和 (Fe, Cr)<sub>2</sub>B 组成, Cr 含量的增加未使 Fe-B 堆焊合金中生成新相, 合金组织由 Fe<sub>2</sub>B 和 Fe+Fe<sub>2</sub>B 的共晶组织构成。Cr 元素的添加显著提高了 Fe-B 堆焊合金的硬度和耐磨性。Cr-2 的硬度较 Cr-0 显著升高。随着 Cr 含量的不断增加, 堆焊合金的硬度值呈上升趋势, Cr-10 堆焊层表面硬度高达 67 HRC。Cr-10 堆焊层的磨损量降到最低, 为 0.027 5 g, 其相对耐磨性较 Cr-0 提高了 375%。

**[关键词]** 等离子堆焊技术; Fe-B-Cr 堆焊合金; 组织结构; 硬度

**[中图分类号]** TG174 **[文献标识码]** A **doi:** 10.16577/j.issn.1001-1560.2023.0111

**[文章编号]** 1001-1560(2023)05-0089-08

## Effect of Cr Element on Metallographic Microstructure and Properties of Fe-B Surfacing Alloy

WEI Ru-han<sup>1</sup>, HAN Ming-zhen<sup>1</sup>, JING Rui<sup>2</sup>, LIU Qi-cong<sup>1</sup>

(1. School of Materials Science and Engineering, Jiamusi University, Jiamusi 154007, China;

2. School of Materials Science, Shandong University, Jinan 250012, China)

**Abstract:** In order to improve the wear resistance of Fe-B surfacing alloy, plasma surfacing technology was used to clad Fe-B-Cr surfacing alloy layers with different chromium contents on the surface of Q235 steel material. The effect of Cr element content on the microstructure, hardness, and wear resistance of Fe-B-Cr surfacing alloy was studied by using metallographic analysis, scanning electron microscopy analysis, and X-ray diffraction analysis. Results showed that with the increase of Cr content, Cr was solidly soluble in Fe and Fe<sub>2</sub>B, and the surfacing alloy was composed of (Fe, Cr) and (Fe, Cr)<sub>2</sub>B. The increase of Cr content did not cause the formation of new phases in Fe-B surfacing alloy, and the alloy structure was composed of eutectic structures of Fe<sub>2</sub>B and Fe+Fe<sub>2</sub>B. Meanwhile, the addition of Cr element significantly improved the hardness and wear resistance of Fe-B surfacing alloy. The hardness of Cr-2 was considerably higher than that of Cr-0. With the continuous increase of Cr content, the hardness value of the surfacing alloy showed an upward trend, and the surface hardness of the Cr-10 surfacing layer was as high as 67 HRC. Moreover, the wear of the Cr-10 surfacing layer was minimized to 0.0275 g, and its relative wear resistance increased by 375% compared to Cr-0.

**Key words:** plasma surfacing technology; Fe-B-Cr surfacing alloy; structure; hardness

## 0 前言

磨损、腐蚀、断裂是 3 种主要的材料失效的形式<sup>[1]</sup>, 磨损所带来的失效已经严重影响了国民经济发展<sup>[2]</sup>。我国硼资源丰富, 硼常在钢铁生产中作为添加

合金<sup>[3]</sup>。Fe-B 堆焊合金的耐磨性能好, 被广泛应用于磨料磨损领域, 但当硼含量过高时, 往往会在显著提高 Fe-B 堆焊合金的耐磨性的同时牺牲部分韧性, 在 Fe-B 堆焊合金内部引发微观裂纹<sup>[4,5]</sup>, 这严重阻碍了 Fe-B 堆焊合金的应用与发展。如何在保证 Fe-B 堆焊合金

[收稿日期] 2022-11-26

[基金项目] 佳木斯大学校级大学生创新创业训练计划项目(2021xj13)资助

[通信作者] 刘奇聪(1998-), 学士, 研究方向为材料表面改性, 电话: 13512616520, E-mail: liuqicong1211@163.com

的耐磨性的同时抑制裂纹的产生,仍然是焊接领域所重点关注的焦点问题之一。勾俊峰<sup>[1]</sup>研究发现,添加少量铬元素能改善 Fe-B 堆焊合金的韧性。Fe-B-Cr 合金具有优良的耐磨性能,同时可解决部分 Fe-B 堆焊合金的脆性问题,以高硬度、高耐磨性的硼化物作为耐磨骨架,可做到高效率、低成本<sup>[6]</sup>。为此,本工作采用等离子喷焊技术,以含 5%(质量分数)硼的铁基作为基础成分,探讨 Cr 元素对 Fe-5B 系堆焊合金的组织结构和力学性能的影响。

## 1 试验材料及方法

### 1.1 制备试样

基材材料为 Q235 低碳钢钢板,尺寸为 150 mm×100 mm×10 mm,Q235 钢的化学成分如表 1 所示。

表 1 Q235 钢的化学成分

Table 1 Chemical composition of Q235 steel

元素	C	Si	Mn	S
w/%	0.140~0.220	≤0.300	0.300~0.650	≤0.050
元素	P	Cr	Ni	Fe
w/%	≤0.045	≤0.030	≤0.030	余量

堆焊材料的制备采用不同 Cr 含量的 Fe-B-Cr 系合金粉末(即还原铁粉、硼铁粉和铬铁粉),并添加少量的硅铁粉、钛铁粉和低碳锰铁粉(合金粉末的化学成分见表 2),将合金粉末进行联合脱氧、脱硫,以防止堆焊层产生气孔。为使堆焊层具有一定的深宽比,每组合金粉末配制 200 g,等离子堆焊合金粉末设计见表 3。

表 2 合金粉末的化学成分(质量分数) %

Table 2 Chemical composition of alloy powder (mass fraction) %

合金粉末	Cr	Ti	B	C	Mn
硼铁粉	-	-	19.180	0.039	-
低碳锰铁粉	-	-	-	0.610	80.730
硅铁粉	-	-	-	0.015	-
还原铁粉	-	-	-	0.050	0.400
铬铁粉	65.300	-	-	0.057	-
钛铁粉	-	29.950	-	0.086	-
合金粉末	Si	P	S	Fe	
硼铁粉	0.430	0.028	0.005	余量	
低碳锰铁粉	1.310	0.174	0.010	余量	
硅铁粉	72.40	0.034	0.016	余量	
还原铁粉	0.150	0.025	0.030	余量	
铬铁粉	0.730	0.029	0.020	余量	
钛铁粉	0.450	0.010	0.019	余量	

表 3 等离子堆焊合金粉末设计(质量分数) %

Table 3 Design of plasma surfacing alloy powder (mass fraction) %

试样编号	硼铁粉	铬铁粉	钛铁粉	硅铁粉	低碳锰铁粉	还原铁粉
Cr-0	29.0	0	1.5	1.0	3.0	余量
Cr-2	29.0	3.5	1.5	1.0	3.0	余量
Cr-4	29.0	6.5	1.5	1.0	3.0	余量
Cr-6	29.0	9.5	1.5	1.0	3.0	余量
Cr-8	29.0	12.5	1.5	1.0	3.0	余量
Cr-10	29.0	15.5	1.5	1.0	3.0	余量

### 1.2 试验方法

试验采用 PTA-BX-400A 型等离子喷焊机,试验前对 Q235 钢板表面进行打磨,并做除油除锈处理,使其表面露出金属光泽,在 Q235 钢板上堆焊 4 层,厚度 6~7 mm,以保证母材对焊缝的稀释率为最低。采用单层单道堆积形式,每一层焊完后利用角磨机打磨,防止焊缝层之间因出现夹杂而影响焊缝质量。在焊接开始时,焊接热量难以达到基体与合金粉末的熔点,不能发生冶金结合,使得堆焊层前端较堆焊层后端窄而薄。针对上述问题,将焊接电流由 120 A 调至 130 A,打磨钨极,调整钨极的伸出长度,考虑到 Fe-B-Cr 合金粉末的存放条件,将合金粉末重新过筛烘干。经处理,Fe-B-Cr 合金粉末的熔覆性获得较大改善。焊接工艺参数如表 4。

表 4 焊接工艺参数

Table 4 Parameters of welding process

焊接电流 I/A	焊接电压 U/V	送粉速度 $v/(g \cdot \min^{-1})$	转盘旋转/ ( $\text{mm} \cdot \min^{-1}$ )	气体流量/ ( $\text{L} \cdot \min^{-1}$ )	层间温 度/°C
130	25	600	50	9	100~200

堆焊结束后,采用电火花线切割对焊后 Q235 钢板进行切割,制作尺寸为 10 mm×10 mm×12 mm 的堆焊试样。采用 80,120,240,600,800,1 000,1 200,2 000 目的砂纸对试样进行打磨抛光,并采用 4%(体积分数)硝酸酒精溶液对试样进行腐蚀,采用 Axio Observer 型蔡司金相显微镜观察试样的金相组织。利用 HR-150-A 型洛氏硬度计对堆焊层进行洛氏硬度测试,测试条件:施加载荷 150 kN,加载时间 5 s。采用 D8AdvanceBruker AXS 型 X 射线衍射仪对熔敷金属进行 X 射线衍射试验,以分析其物相。利用 JSM-6360LV 型扫描电镜观察试样表面及其内部组织。采用型号为 ML-100 磨料磨损试验机对堆焊合金进行耐磨性测试,

磨料磨损试验的参数如下:圆盘转速为 60 r/min,接触负载为 24 N 和 48 N,进给量 4 mm/r,行程 72.3 m,对磨材料选用 180 目棕刚玉砂纸,一种堆焊层切取 3 个试样,每个试样重复测试至少 3 次,磨损失重量采用 FA1104 型万分之一电子天平测定。

## 2 结果与讨论

### 2.1 堆焊表面宏观形貌

将焊接电流由 120 A 调至 130 A,打磨钨极,调整钨极的伸出长度,将合金粉末重新过筛烘干后,虽然 Fe-B-Cr 合金粉末的熔覆性获得较大改善,但在弧坑周围出现了体积较大的气孔。气孔出现的主要原因是熄弧时工作电流迅速减小,合金粉末熔化不充分,熔池流动性变差,因此在弧坑周围出现气孔。堆焊表面宏观形貌见图 1。

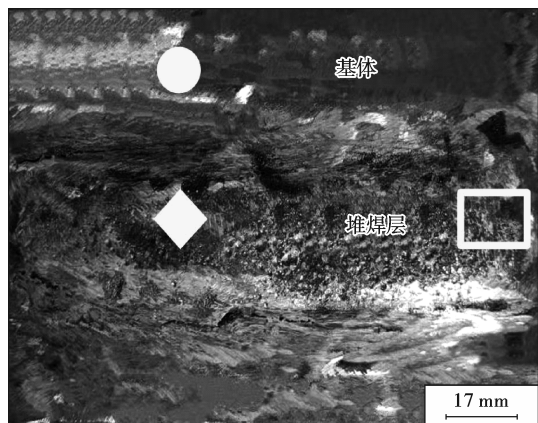


图 1 堆焊表面宏观形貌

Fig. 1 Macro morphology of surfacing surface

由图 1 可知,添加 0%Cr 的 Fe-B-Cr 合金粉末堆焊层熔覆性较好,但表面气孔较多,当第一层堆焊完成时,堆焊层呈现一定的厚度,接头前后宽度一致,无宏观裂纹。随着合金粉末中 Cr 含量的增加,气孔逐渐减少,堆焊层表面更加光滑。由于 Cr 元素熔点高于母材,合金粉末难熔于母材中,更多的被等离子气吹落到母材熔池中,导致堆焊层表面颗粒状物质增多,使得堆焊层表面润湿性差,难以铺展。

在焊接开始时,焊接热量难以达到基体与合金粉末的熔点,不能发生冶金结合,使得堆焊层前端较堆焊层后端窄而薄。针对上述问题,将焊接电流由 120A 调至 130A,打磨钨极,调整钨极的伸出长度,鉴于 Fe-B-Cr 合金粉末存放条件,将合金粉末重新过筛烘干。经处理,Fe-B-Cr 合金粉末的熔覆性获得较大改善,但在弧坑周围出现了体积较大的气孔。气孔出现的主要原

因是熄弧时,工作电流迅速较小,合金粉末熔化不充分,熔池流动性变差,因此在弧坑周围出现气孔。

### 2.1 物相分析

图 2 是 Cr-0 堆焊合金的 XRD 谱。Cr-0 堆焊合金的物相由 Fe、Fe<sub>2</sub>B 组成。Fe 的衍射峰峰强均较弱,衍射角  $2\theta = 56.244^\circ$  处 Fe<sub>2</sub>B 相的 (202) 晶面的衍射峰强度最大。测试结果表明,试样中有大量的 Fe<sub>2</sub>B 相的 (202) 晶面参与了衍射,而少量的 Fe 相的 (200)、(211) 晶面参与了衍射,相比之下,Fe 相的 (110) 晶面参与衍射较多。

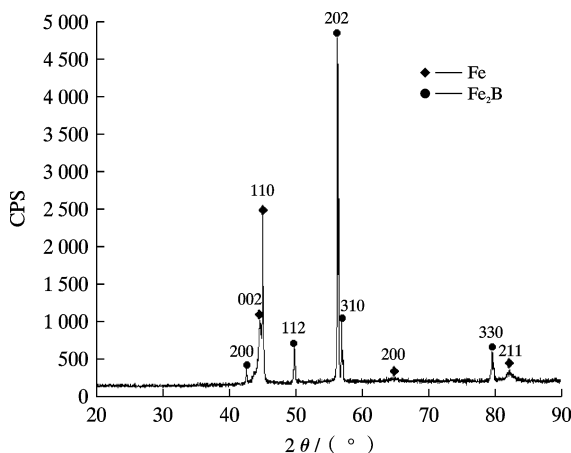


图 2 Cr-0 堆焊合金的 XRD 谱

Fig. 2 XRD pattern of Cr-0 surfacing alloy

图 3 为 Cr-2 堆焊合金的 XRD 谱。Cr-2 堆焊合金的物相由 Fe、Fe<sub>2</sub>B 组成。衍射角  $2\theta = 44.672^\circ$  处 Fe 相的 (110) 晶面的衍射峰强度迅速增加。衍射角  $2\theta = 64.526^\circ$  和  $2\theta = 81.654^\circ$  处,Fe 相的 (200)、(211) 晶面参与衍射仍较少,Fe<sub>2</sub>B 的衍射晶面增多,其中在  $2\theta = 45.107^\circ$  处 Fe<sub>2</sub>B 相的 (211) 晶面的衍射峰峰强最大。

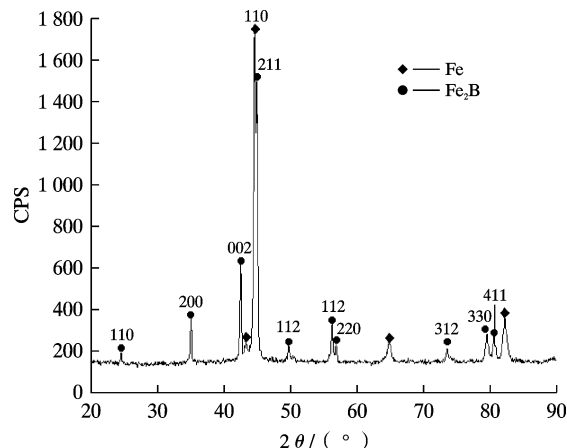


图 3 Cr-2 堆焊合金的 XRD 谱

Fig. 3 XRD pattern of Cr-0 surfacing alloy

图 4 为 Cr-4 堆焊合金的 XRD 谱。Cr-4 堆焊合金

的物相组成为 Fe 和  $Fe_2B$ 。衍射角  $2\theta = 73.599^\circ$ ,  $2\theta = 79.533^\circ$ ,  $2\theta = 80.668^\circ$  处,  $Fe_2B$  相的 (132)、(330) 和 (141) 晶面发生衍射且衍射峰强度较低。衍射角  $2\theta = 45.107^\circ$  时  $Fe_2B$  相的 (121) 晶面的衍射强度相对较强。

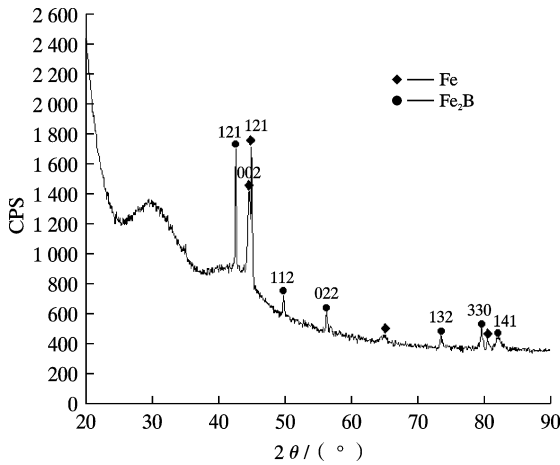


图4 Cr-4堆焊合金的XRD谱

Fig. 4 XRD pattern of Cr-4 surfacing alloy

图5为Cr-6堆焊合金的XRD谱。Cr-6堆焊合金的物相组成为 Fe 和  $Fe_2B$ 。衍射角  $2\theta = 80.668^\circ$  时,  $Fe_2B$  相的 (330) 晶面的衍射强度相对明显增加, 说明试样中有大量的  $Fe_2B$  相的 (330) 晶面参与了衍射。

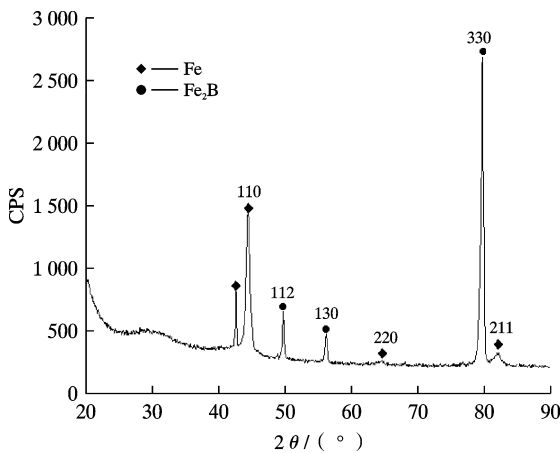


图5 Cr-6堆焊合金的XRD谱

Fig. 5 XRD pattern of Cr-6 surfacing alloy

图6为Cr-8堆焊合金的XRD谱。Cr-8堆焊合金的物相组成为 Fe 和  $Fe_2B$ 。衍射角  $2\theta = 57.072^\circ$  处,  $Fe_2B$  相的 (310) 晶面的衍射强度明显增加, 说明 Cr-8堆焊合金试样中有大量  $Fe_2B$  相的 (310) 晶面参与衍射, 但衍射角  $2\theta = 80.904^\circ$  处,  $Fe_2B$  相的 (411) 晶面的衍射强度明显降低。

图7为Cr-10堆焊合金的XRD谱。Cr-10堆焊合金的物相组成为 Fe 和  $Fe_2B$ 。 $Fe_2B$  的衍射峰数目明显减少, Fe 的衍射峰强度无明显变化。

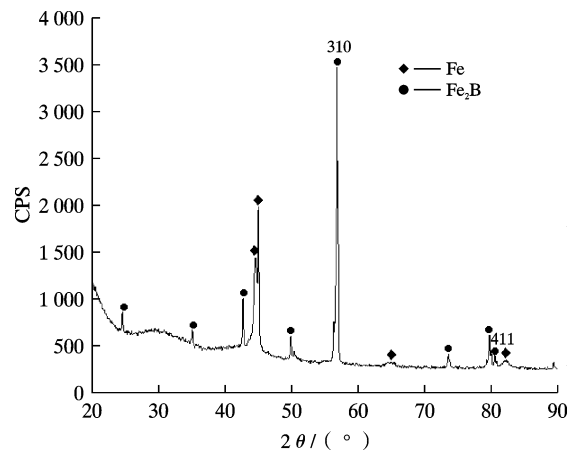


图6 Cr-8堆焊合金的XRD谱

Fig. 6 XRD pattern of Cr-8 surfacing alloy

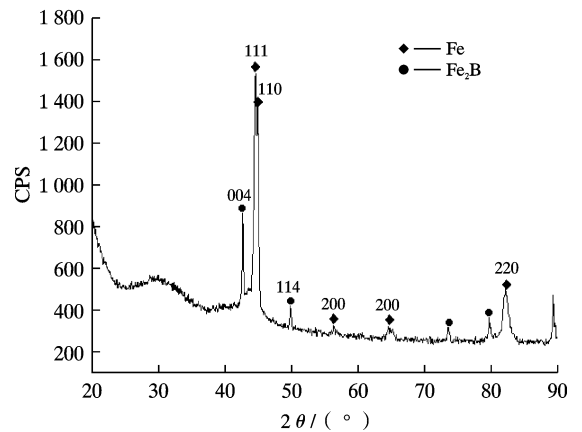


图7 Cr-10堆焊合金的XRD谱

Fig. 7 XRD pattern of Cr-10 surfacing alloy

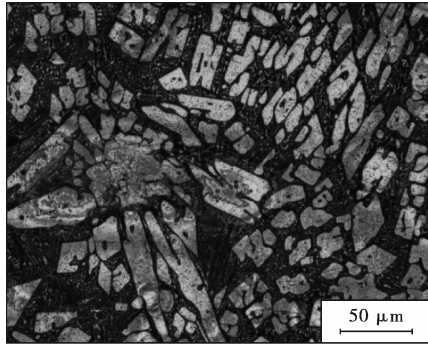
图2~7表明, 铬含量的增加未使 Fe-B 堆焊合金中生成新相, 堆焊合金物相组成均为 Fe 和  $Fe_2B$ ;  $Fe_2B$  的衍射峰强度出现了异常, 并不具有规律性, 因此  $Fe_2B$  可能局部存在定向生长。从图2~7的XRD谱中可以明显观察到 Cr 的衍射峰, 且随着 Cr 含量的增加, 峰型和峰位也发生了变化。这说明 Cr 原子已经成功占据了 Fe 或  $Fe_2B$  的晶格位置, 导致晶体结构发生了变化, 参考文献[7]发现这种现象是 Cr 固溶于 Fe 和  $Fe_2B$  中的典型表现。因此, 可认为 Cr 固溶于 Fe 和  $Fe_2B$  中。

## 2.2 组织结构分析

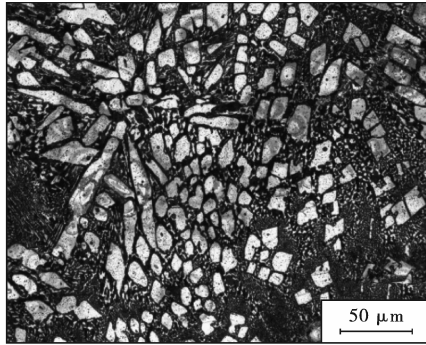
Cr-0堆焊合金的组织形貌如图8所示。Cr-0堆焊合金的组织中含有大量的椭圆状组织和少量的长条状组织。堆焊层上部的组织较为粗大, 接近四边形的长条状组织的数量比(以下占比若未特别说明皆为数量比)约为90%, 椭圆形的组织约占10%, 且椭圆形的组织均匀地分布在四边形的长条状组织之间。堆焊层中部的组织比上部的组织约增多一倍, 但组织体积约为上部组织体积的1/2, 且长条状组织的占比减少, 约占

40%,椭圆形组织占比增多,约占60%。堆焊层下部的组织稀少,组织的数量与上部组织的数量差距不明显,但下部组织的体积最小,约为上部的1/3,长条状组织

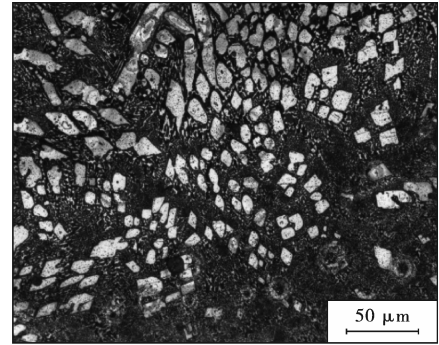
的占比下降明显,约为20%,椭圆形组织的占比大幅增加,约为80%。



(a) 上部



(b) 中部



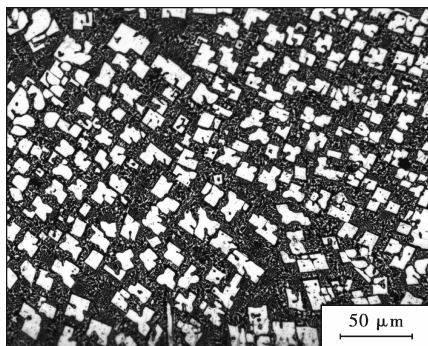
(c) 下部

图8 Cr-0堆焊合金的组织形貌

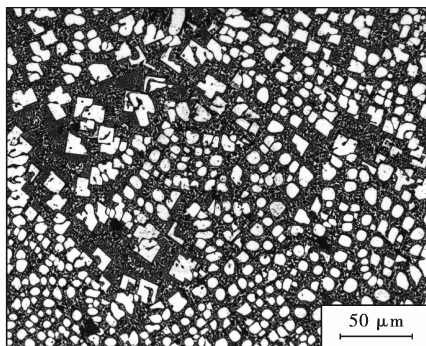
Fig. 8 Microstructure of Cr-0 surfacing alloy

图9为Cr-2堆焊合金的组织形貌。Cr-2堆焊层上部的组织的体积较Cr-0堆焊合金的明显减小,边长约为12.5~16.5 μm的四边形组织占比为70%,边长在(20.5±4.0) μm的四边形组织的占比约为20%,边长小于12.5 μm的四边形组织的占比约为10%。Cr-2堆焊层上部的组织的数量约为Cr-0上部组织数量的3倍,且组织致密均匀。Cr-2堆焊层中部的组织较为密集,且大多数形态为近圆状,有少数块状组织,其体积分数

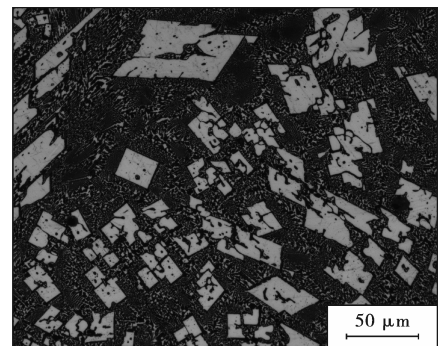
较Cr-0堆焊合金中部的组织减小,直径约为8 μm的近圆状组织约占80%,边长约为12 μm的块状组织的占比约为20%,Cr-2堆焊层中部的组织的数量约为Cr-0中部组织数量的3倍。在Cr-2堆焊层下部,共晶组织比初生相组织的体积分数大,组织形态多为规则块状,边长为24 μm的块状组织约占40%,边长约为20 μm的组织约占60%,Cr-2堆焊层下部组织的数量约为Cr-0下部组织数量的1/3。



(a) 上部



(b) 中部



(c) 下部

图9 Cr-2堆焊合金的组织形貌

Fig. 9 Microstructure of Cr-2 surfacing alloy

图10为Cr-4堆焊合金的组织形貌。Cr-4堆焊层上部、中部的组织大多数为块状组织,堆焊层上部的组织的体积较Cr-2堆焊合金组织的体积增大,边长约为16.5 μm的四边形组织占比为70%,边长约为20.5 μm的四边形组织占比约为20%,边长小于16.5 μm的四边形组织占比约为10%。Cr-4堆焊层上部组织的数量与Cr-2上部组织的数量的差距不明显。与Cr-2堆焊合金中部的组织相比,Cr-4堆焊层中部组织中四边形的块状组织的占比明显增加,占比约为70%,Cr-4堆焊层

中部组织中块状组织的体积分数相比Cr-2堆焊合金中部的明显增大,边长达到了30 μm,近圆状的组织数量占比相较于Cr-2堆焊合金中部的近圆状组织占比数量明显下降,约为30%,但体积分数增加,直径约为10 μm。在Cr-4堆焊层下部,初生相组织明显增多,直径在5~10 μm的近圆状组织的占比约为60%,边长在14~20 μm的四边形组织的占比约为30%,组织的数量约为Cr-2下部组织数量的5倍,说明Cr-4堆焊层下部有大量的初生相组织开始析出。

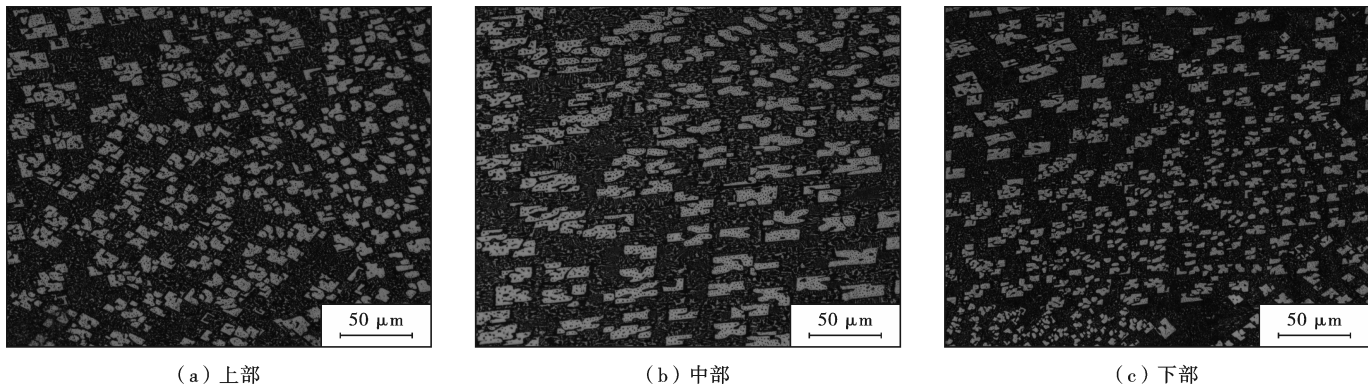


图 10 Cr-4 堆焊合金的组织形貌

Fig. 10 Microstructure of Cr-4 surfacing alloy

图 11 为 Cr-6 堆焊合金的组织形貌。Cr-6 堆焊层上部、中部、下部的初生相组织的体积分数均较 Cr-4 堆焊合金组织的增大。Cr-6 堆焊层上部的四边形组织 90% 的边长在  $25\mu\text{m}$  以上,剩下约有 10% 的直径约为  $5\mu\text{m}$  的近圆状组织分布在四边形之间, Cr-6 堆焊层上部的组织的数量约为 Cr-4 上部的  $1/3$ 。Cr-6 堆焊层中部的椭圆形组织的长轴的长度有 70% 达到了  $40\mu\text{m}$ ,剩下 30% 近圆状的组织直径也达到了  $20\mu\text{m}$ , Cr-6

堆焊层中部的组织的数量约为 Cr-4 中部的  $1/3$ 。Cr-6 堆焊层下部中,直径在  $(20\pm 5)\mu\text{m}$  范围内的近圆状组织的占比约为 70%,较长边在  $50\mu\text{m}$  及以上的长条状组织的占比约为 30%, Cr-6 堆焊层下部的组织的数量约为 Cr-4 下部的  $1/3$ 。Cr-6 堆焊层下部中,初生相组织的体积分数比共晶组织的体积分数大,上部组织已基本已生长完全,在中部几乎呈圆柱状生长, Cr-6 堆焊层下部组织较上部、中部组织细小。

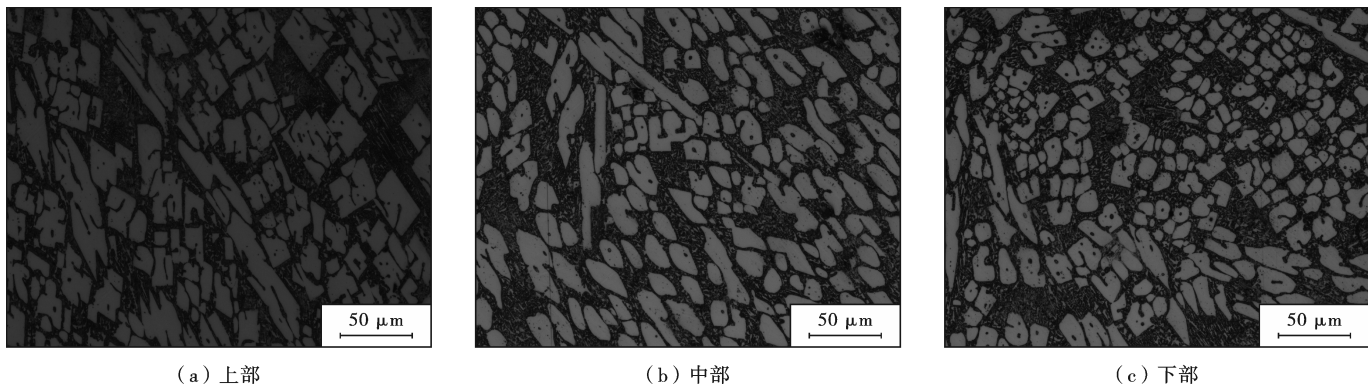


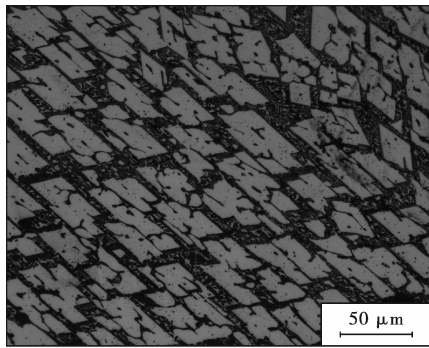
图 11 Cr-6 堆焊合金的组织形貌

Fig. 11 Microstructure of Cr-6 surfacing alloy

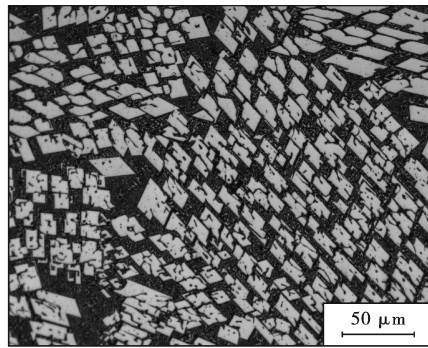
图 12 为 Cr-8 堆焊合金的组织形貌。Cr-8 堆焊合金的上部组织形态趋于均匀化,块状组织几乎布满了整个视野,且形态规则,四边形组织 80% 的边长在  $20\mu\text{m}$  以上,约有 5% 的直径约为  $5\mu\text{m}$  及以下的近圆状组织分布在四边形之间,约有 15% 的较长边超过  $50\mu\text{m}$  的长条状组织, Cr-8 上部组织的数量约为 Cr-4 上部组织数量的  $1/3$ 。Cr-8 堆焊层中部的组织也基本生长完全,呈现为规则的四边形,四边形的边长约为  $(25\pm 5)\mu\text{m}$ ,相比于 Cr-6 堆焊合金中部的组织在体积上有所减小,但分布更加致密、规则,在数量上 Cr-8 堆焊层中部的组织约为 Cr-6 堆焊合金中部的 3 倍。在 Cr-8 堆焊层下部,初生相组织继续析出,且 Cr-8 堆焊层下部组织的体积分数相比 Cr-6 堆焊合金下部的有所增加,占

比约 80% 的  $50\mu\text{m}$  及以上的条状组织与占比约 20% 的直径约为  $10\mu\text{m}$  的近圆状组织均匀地分布在 Cr-8 堆焊层下部, Cr-8 堆焊层下部的组织的数量与 Cr-6 堆焊合金下部的几乎一致。

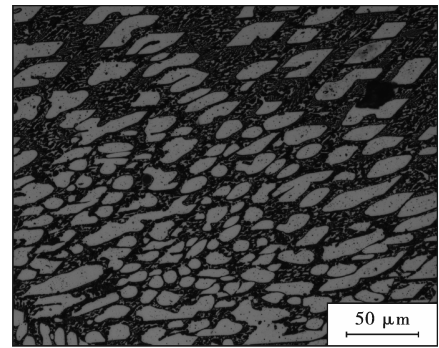
图 13 为 Cr-10 堆焊合金的组织形貌。Cr-10 堆焊层的组织整体趋于均匀化,初生相组织继续析出,在 Cr-10 堆焊层上部,四边形和长条形组织分布于整个视野。Cr-10 堆焊层上部的组织的体积较 Cr-8 堆焊层上部的有所减少,但组织更加均匀, Cr-10 堆焊层上部的组织中边长为  $25\sim 30\mu\text{m}$  的四边形组织约占 40%,较长边大于  $50\mu\text{m}$  的长条状组织约占 60%,数量上, Cr-10 堆焊层上部的较长边大于  $50\mu\text{m}$  的长条状组织相比 Cr-8 堆焊合金上部增加了 1 倍。Cr-10 堆焊层中



(a) 上部



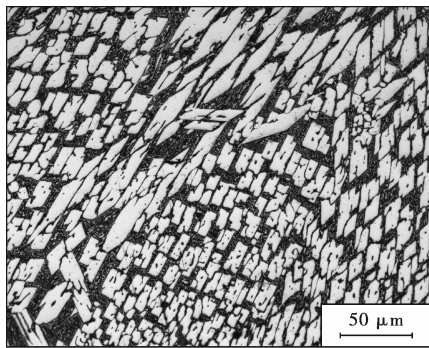
(b) 中部



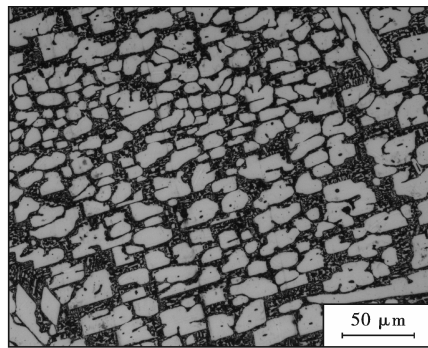
(c) 下部

图 12 Cr-8 堆焊合金的组织形貌

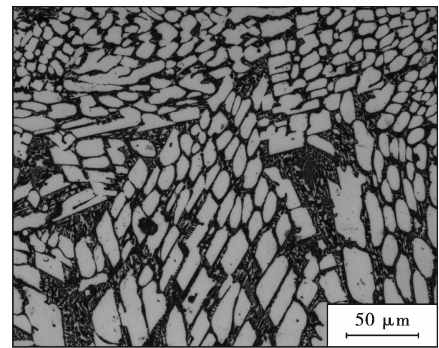
Fig. 12 Microstructure of Cr-8 surfacing alloy



(a) 上部



(b) 中部



(c) 下部

图 13 Cr-10 堆焊合金的组织形貌

Fig. 13 Microstructure of Cr-10 surfacing alloy

部,块状组织较长条状组织质量分数增加,且形态近似四边形,Cr-10 堆焊层中部的组织的体积较 Cr-8 堆焊合金中部的有所增加,Cr-10 堆焊层中部中边长为  $30\sim 35\ \mu\text{m}$  的四边形组织约占 90%,较长边大于  $50\ \mu\text{m}$  的长条状组织约占 10%,数量上,Cr-10 堆焊层中部的较长边大于  $50\ \mu\text{m}$  的长条状组织与 Cr-8 堆焊合金中部的几乎一致。在 Cr-10 堆焊层下部,一部分组织为块状,一部分组织为长条状,还有一小部分为近圆状组织,边长在  $(35\pm 5)\ \mu\text{m}$  范围内的块状组织的占比约为 60%,较长边在  $50\ \mu\text{m}$  及以上的长条状组织的占比约为 20%,直径约为  $10\ \mu\text{m}$  的近圆状组织的占比约为 20%,Cr-10 堆焊层下部组织的数量约为 Cr-8 堆焊层下部的 2 倍,说明 Cr-10 堆焊层下部的组织和 Cr-8 堆焊层下部的组织分别处在长大与生长阶段。

综上所述,随着 Cr 含量的增加,初生相  $\text{Fe}_2\text{B}$  的形貌不断变化,在规则的块状组织周围开始掺杂着椭圆状组织,XRD 分析表明初生相为  $\text{Fe}_2\text{B}$ ,且随着 Cr 含量的增加, $\text{Fe}_2\text{B}$  的衍射峰增多,并且无新相的析出,说明 Cr 的加入促进了  $\text{Fe}_2\text{B}$  初生相的析出,当大量的  $\text{Fe}_2\text{B}$  开始析出时,会发生相互挤压,阻碍彼此形

核的过程,因此椭圆状的  $\text{Fe}_2\text{B}$  实际上是未长大的  $\text{Fe}_2\text{B}$ ,当椭圆状  $\text{Fe}_2\text{B}$  长大后会再次以块状形态分布于堆焊层内部。

### 2.3 硬度分析

堆焊合金硬度值如表 5 所示。由表 5 可知,随着 Cr 含量的增加,堆焊合金的硬度不断升高。Cr-2 较 Cr-0 的硬度显著升高。Cr-10 堆焊层表面硬度高达 67 HRC。

表 5 堆焊合金硬度

Table 5 Hardness of surfacing alloys

试样编号	Cr-0	Cr-2	Cr-4	Cr-6	Cr-8	Cr-10
洛氏硬度/HRC	57	61	63	65	66	67

### 2.4 耐磨性分析

堆焊合金的磨料磨损试验结果如表 6 所示。表 6 中相对耐磨性  $\varepsilon$  的计算公式见式(1):

$$\varepsilon = (V_s/V_t) \times (W_t/W_s) \quad (1)$$

式中: $V_s$ 表示试样的体积损失, $V_t$ 表示标准材料的体积损失, $W_s$ 表示试样的质量损失, $W_t$ 表示标准材料的质量

损失。

表 6 堆焊合金的磨料磨损试验结果

Table 6 Abrasive wear test results of surfacing alloys

试样编号	磨损前平均质量/g	磨损后平均质量/g	$\Delta W/g$	$\varepsilon$
Cr-0	1.132 9	1.002 2	0.130 7	7.65
Cr-2	1.105 6	1.054 3	0.051 3	19.49
Cr-4	1.223 8	1.187 8	0.036 0	27.78
Cr-6	1.113 2	1.078 1	0.035 1	28.49
Cr-8	1.254 1	1.224 8	0.029 3	34.13
Cr-10	1.240 2	1.212 7	0.027 5	36.36

由表 6 可以看出,随着 Cr 含量的升高,堆焊合金的磨损量( $\Delta W$ )下降。Cr-10 堆焊层的磨损量降到最低,为 0.027 5 g。图 14 为堆焊合金的相对耐磨性。可以看出,试样的相对耐磨性随着 Cr 含量的增加而升高。Cr-10 堆焊层的相对耐磨性较 Cr-0 提高了 375%。

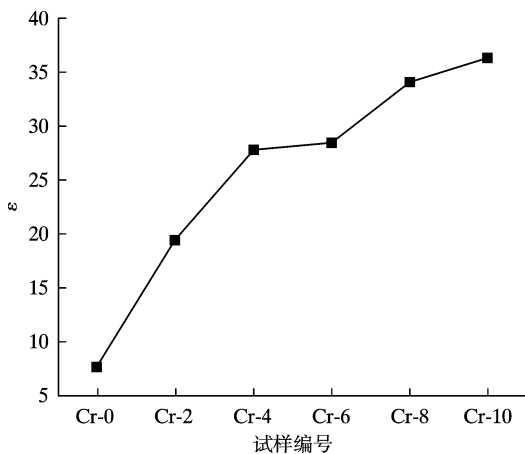


图 14 堆焊合金的相对耐磨性

Fig. 14 Relative wear resistance of surfacing alloy

### 3 结论

(1)Cr-0 堆焊合金由 Fe 和  $Fe_2B$  组成,随着 Cr 含量的增加,Cr 固溶于 Fe 和  $Fe_2B$  中,堆焊合金由 (Fe, Cr) 和  $(Fe, Cr)_2B$  组成,Cr 含量的增加未使 Fe-B 堆焊合金中生成新相,合金组织由  $Fe_2B$  和 Fe+ $Fe_2B$  的共晶组织构成。

(2)Cr 元素的添加显著提高了 Fe-B 堆焊合金的硬度和耐磨性。Cr-2 的硬度较 Cr-0 显著升高。随着 Cr 含量的不断增加,堆焊合金的硬度值呈上升趋势,Cr-10 堆焊层表面硬度高达 67 HRC。Cr-10 堆焊层的磨损量降到最低,为 0.027 5 g,Cr-10 堆焊层的相对耐磨性较 Cr-0 提高了 375%。

### [ 参 考 文 献 ]

- [ 1 ] 勾俊峰. Fe-Cr-C-B 堆焊合金的纳米  $CeO_2$  改性及机理 [D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2018.  
GOU J F. Nano -  $CeO_2$  modification and mechanism of Fe-Cr-C-B surfacing alloy [D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2018.
- [ 2 ] 屈晓斌, 陈建敏, 周惠娣, 等. 材料的磨损失效及其预防研究现状与发展趋势 [J]. 摩擦学报, 1999, 19(2): 92-97.  
QU X B, CHEN J M, ZHOU H D, et al. Research status and Development Trend of Wear Failure Prevention of Materials [J]. Journal of Friction, 1999, 19(2): 92-97.
- [ 3 ] 张鹏飞. Fe-Cr-C 堆焊合金组织演变及  $M_7C_3$  结构与细化机制计算 [D]. 秦皇岛: 燕山大学, 2013.  
ZHANG P F. Microstructure evolution of Fe-Cr-C surfacing alloy and calculation of structure and refinement mechanism of  $M_7C_3$  [D]. Qinhuangdao: Yanshan University, 2013.
- [ 4 ] 王智慧, 万国力, 贺定勇, 等. Fe-Cr-B-C 堆焊合金的组织与耐磨性 [J]. 材料工程, 2014(9): 57-62.  
WANG Z H, WAN G L, HE D Y, et al. Microstructure and Wear Resistance of Fe-Cr-B-C Surfacing Alloy [J]. Journal of Materials Engineering, 2014(9): 57-62.
- [ 5 ] 崔忠圻, 谭耀春. 金属学与热处理 [M]. 2 版. 北京: 机械工业出版社, 2007.  
CUI Z Q, TAN Y C. Metal science and Heat Treatment [M]. 2nd edition. Beijing: China Machine Press, 2007.
- [ 6 ] LIU X, LI J, LI X, et al. Effects of Boron and Nitrogen on the Microstructure and Properties of Fe-B-Cr Wear-Resisting Coatings [J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2019, 28(3): 1 481-1 488.
- [ 7 ] MA Z, LI X X, LIAO P. Microstructure and two-body abrasive wear behavior of Fe-B surfacing alloys with different chromium and vanadium contents [J]. Materials Today Communications, 2023, 34: 105 441.

[ 编校: 宋 媛 ]



材料保护已开通微信客服, 请扫描二维码关注材料保护公众号, 与本刊互动。